第51卷 第11期 2015年11月 第1341−1348页
金属学报 ACTA METALLURGICA SINICA
Vol.51 No.11 Nov. 2015 pp.1341−1348

扩散过程控制下的奥氏体连续冷却转变*

王 蕾 唐 荻 宋 勇

(北京科技大学冶金工程研究院, 北京 100083)

摘 要 建立了扩散过程控制下的奥氏体连续冷却转变模型, 用于描述先共析铁素体界面位置随温度的变化规律. 模型考虑了界面移动过程中可能出现的软碰撞情况以及冷速对界面奥氏体侧C浓度的影响. 运用该模型对不同初始C浓度、奥氏体晶粒尺寸和冷速下的奥氏体连续冷却转变过程进行模拟, 得到不同冷却条件下的先共析铁素体界面位置、界面奥氏体侧的C扩散长度以及C浓度分布随温度的变化规律. 对晶粒尺寸为17 μm的Fe-0.17C合金进行不同冷速下的转变过程模拟, 所得结果与文献吻合较好.

关键词 扩散控制, 奥氏体, 连续冷却, 先共析铁素体, 界面位置

中图法分类号 TG142 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2015)11-1341-08

AUSTENITE TRANSFORMING IN CONTINUOUS COOLING PROCESS UNDER DIFFUSION CONTROL MODEL

WANG Lei, TANG Di, SONG Yong

Engineeing Research Institute, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083

Correspondent: TANG Di, professor, Tel: (010)62332598, E-mail: tangdi@nercar.ustb.edu.cn

Supported by Fundamental Research Funds for the Central Universities (No.FRF-IC-14-005)

Manuscript received 2015−06−10, in revised form 2015−07−30

ABSTRACT Austenite-ferrite transformation in low carbon steels has a fundamental role in phase transformation and is industrial importance. The kinetics of austenite transformation can be described by the kinetics of austenite-ferrite interface migration. Two classical models, the diffusion-controlled growth model and the interface-controlled model, can be used to describe the growth of proeutectoid ferrite during $\gamma\rightarrow\alpha$ isothermal transformation. The austenite transformation in continuous cooling process is more common in production. In continuous cooling process, the equilibrium carbon concentrations in austenite and ferrite change with temperature and the kinetics of austenite transformation is different from that in isothermal process. Based on the models for $\gamma\rightarrow\alpha$ isothermal transformation, a diffusion control model is established for the growth of proeutectoid ferrite during the decomposition of supersaturated austenite in continuous cooling process. The interface position of proeutectoid ferrite varying with temperature is described with the model. The soft impingement effect at the later stage of transformation is considered. The carbon concentration at the austenite side of interface is difficult to reach the equilibrium carbon concentration when the cooling rate is high. A parameter as the function of cooling rate is proposed to modify the carbon concentration at the austenite side of interface. The polynomial diffusion field approximation is assumed in front of the interface. Simulation is done by utilizing the model to analyze the growth of proeutectoid ferrite in continuous cooling process with different bulk concentrations, austenite grain sizes and cooling rates. The interface position of proeutectoid ferrite as a function of temperature or time is obtained under different cooling conditions. Also, carbon diffusion length at the austenite side of interface as a function of time and carbon profile as a function of

*中央高校基本科研业务费专项资金资助项目FRF-IC-14-005
收到初稿日期: 2015−06−10, 收到修改稿日期: 2015−07−30
作者简介: 王 蕾, 女, 1989年生, 博士生
DOI: 10.11900/0412.1961.2015.00305

interface position are obtained under different cooling conditions. Furthermore, the proeutectoid ferrite fraction as a function of temperature can be acquired. The change law of carbon diffusion length with interface position and the change law of interface position with square root of time are discussed. The simulation results of diffusion control for austenite transforming in Fe-0.17C (mass fraction, %) alloy with grain size of 17 μm and different cooling rates show a good agreement with the literature results previously reported.

KEY WORDS diffusion control, austenite, continuous cooling, proeutectoid ferrite, interface position

奥氏体向先共析铁素体转变, 既包括溶质C从界面处向母相奥氏体长程扩散的过程, 也包括界面处由fcc结构的母相奥氏体向bcc结构的铁素体转变的界面反应过程[1]. 研究[2~10]表明, 铁素体界面位置随时间的移动规律可以反映奥氏体转变量的变化规律. 对于奥氏体等温转变过程, 目前有2种描述其界面移动的经典模型: 扩散控制模型和界面控制模型[2,11~14]. 扩散控制模型认为, 由于界面迁移引起的自由能损耗可以忽略不计, 界面移动速率仅由扩散过程决定[11,15~17]; 界面控制模型认为, 相变驱动力完全被界面迁移过程所消耗, 界面移动速率与驱动力成正比[12,18]. 与奥氏体等温转变不同, 在连续冷却过程中, 奥氏体和铁素体中的平衡C浓度随温度降低不断变化, 且需要考虑冷速对界面移动的影响. 能否借鉴奥氏体等温转变的经典模型, 研究连续冷却过程中的界面位置移动规律, 目前还未见相关文献报道.

在实际生产中, 奥氏体连续冷却过程更为普遍. 目前描述连续冷却条件下先共析铁素体转变的模型主要是结合等温JKMA方程和Scheil叠加原理建立的[19~22]. 由于JKMA方程中参数的选取与相变条件有关, 需要基于大量实验数据得到, 并且该方程不能揭示奥氏体转变的微观机理. 因此, 本工作根据奥氏体向先共析铁素体转变的C扩散理论, 考虑了界面移动过程中可能出现的软碰撞情况以及冷速对界面奥氏体侧C浓度的影响, 建立了奥氏体连续冷却条件下转变动力学模型, 并分析了初始C浓度、奥氏体晶粒尺寸和冷却速率对转变过程的影响.

1 模型建立

根据扩散控制理论, 连续冷却奥氏体转变过程中, 界面迁移和奥氏体侧C浓度分布随温度的变化如图1所示. 图中, x_0表示奥氏体/铁素体界面位置, L表示C扩散长度, C^γ和C^α分别表示界面奥氏体侧和铁素体侧的C浓度, C_0表示奥氏体初始C浓度, C_m表示软碰撞发生后奥氏体晶粒中心处的C浓度, X表示奥氏体晶粒中心的位置, T_1~T_7表示温度的变化. 奥氏体连续冷却转变过程中, 奥氏体和先共析

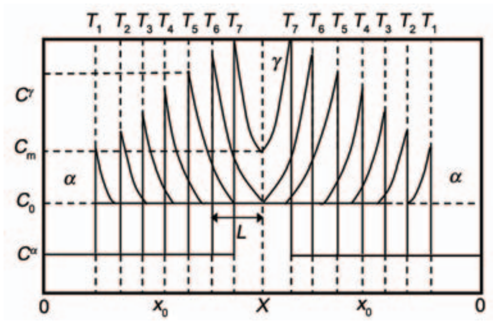


图1 扩散过程控制的奥氏体连续冷却转变界面移动和C浓度分布示意图

Fig.1 Schematic of the diffusion fields evolution during austenite transforming in continuous cooling process for the diffusion-controlled growth model (x_0 is the position of austenite/ferrite interface, L is the length of diffusion field, C^γ and C^α are the equilibrium carbon concentrations in austenite and ferrite, C_0 is the bulk carbon concentration, C_m is the carbon concentration at the center of austenite, X is the centre of austenite, T_1~T_7 are temperatures)

铁素体相界面从奥氏体晶界位置向奥氏体晶粒中心移动, 转变初始阶段界面奥氏体侧C扩散长度没有接触到奥氏体晶粒中心, 奥氏体晶粒中心C浓度保持为初始C浓度. 随着转变过程的进行, 奥氏体侧C扩散长度接触到奥氏体晶粒中心, 进入软碰撞阶段, 此时的奥氏体晶粒中心C浓度发生改变.

1.1 界面奥氏体侧C浓度分布

界面奥氏体侧的C浓度分布$C(x)$可近似用抛物线形式描述[5], 即C浓度扩散曲线随界面位置x的变化关系满足下式:

$$C(x) = A_1 + A_2(x - x_0) + A_3(x - x_0)^2 \tag{1}$$

式中, A_1, A_2和A_3由边界条件确定.

当等温转变或冷速非常小时, 界面奥氏体侧C浓度可达到平衡浓度 C^γ_{eq}. 当冷速增大时, C^γ_{eq} 随温度降低变化较大, 界面奥氏体侧C浓度很难在较短的时间达到该温度下的平衡C浓度. 因此, 需要对界面处奥氏体侧的C浓度进行修正:

$$C(x = x_0) = C^\gamma = AC^\gamma_{eq} \tag{2}$$

式中, $A = 1 - a\varphi^b$, φ 为冷速, a和b为与钢种有关的

系数.

1.2 未发生软碰撞阶段

在该阶段, 奥氏体晶粒中心处的C浓度保持为C_0, C扩散长度终点处C浓度变化率为0, 表达式分别如下:

$$C(x=x_0+L)=C_0 \tag{3}$$

$$\left.\frac{\partial C}{\partial x}\right|_{x=x_0+L}=0 \tag{4}$$

联立式(1)~(4), 可得到未发生软碰撞阶段的C浓度分布为:

$$C(x)=C_0+\left(AC_{\mathrm{eq}}^{\gamma}-C_0\right)\left(1-\frac{x-x_0}{L}\right)^2 \quad (x_0\leqslant x\leqslant x_0+L) \tag{5}$$

$$C(x)=C_0 \quad (x_0+L\leqslant x) \tag{6}$$

由于铁素体平衡C浓度在冷却过程中的变化非常小, 因此认为界面铁素体侧的C浓度始终保持为平衡C浓度, 即 $C^{\alpha}=C_{\mathrm{eq}}^{\alpha}$. C在重新分配过程中质量守恒:

$$\int_0^{x_0}C_{\mathrm{eq}}^{\alpha}\mathrm{d}x+\int_{x_0}^{x_0+L}C(x)\mathrm{d}x+\int_{x_0+L}^{X}C_0\mathrm{d}x=\int_0^{X}C_0\mathrm{d}x \tag{7}$$

联立式(5)和(7)可得L由下式确定:

$$L=3x_0S \tag{8}$$

式中, $S=\dfrac{C_0-C_{\mathrm{eq}}^{\alpha}}{AC_{\mathrm{eq}}^{\gamma}-C_0}$.

此外, 由于C在界面处的扩散通量为0, 因此有:

$$v\left(AC_{\mathrm{eq}}^{\gamma}-C_{\mathrm{eq}}^{\alpha}\right)=-D\left.\frac{\partial C}{\partial x}\right|_{x=x_0} \tag{9}$$

式中, v 为界面迁移速率, D为C在奥氏体中的扩散系数.

对于奥氏体连续冷却转变过程, 由式(9)得:

$$v=\frac{\mathrm{d}x_0}{\mathrm{d}t}=\frac{\mathrm{d}x_0}{\mathrm{d}T}\cdot\frac{\mathrm{d}T}{\mathrm{d}t}=\frac{\mathrm{d}x_0}{\mathrm{d}T}\cdot\varphi=-\frac{D}{\left(AC_{\mathrm{eq}}^{\gamma}-C_{\mathrm{eq}}^{\alpha}\right)}\cdot\left.\frac{\partial C}{\partial x}\right|_{x=x_0} \tag{10}$$

联立式(5), (8)和(10)可得界面位置随温度的变化关系式:

$$x_0=\left(\frac{4}{3\varphi}\int_T^{T_s}\frac{D\left(AC_{\mathrm{eq}}^{\gamma}-C_0\right)^2}{\left(C_0-C_{\mathrm{eq}}^{\alpha}\right)\left(AC_{\mathrm{eq}}^{\gamma}-C_{\mathrm{eq}}^{\alpha}\right)}\mathrm{d}T\right)^{1/2} \tag{11}$$

式中, T为奥氏体转变过程中的温度, T_s为奥氏体开始转变温度.

1.3 发生软碰撞阶段

在软碰撞阶段, 奥氏体晶粒中心处的C浓度不再保持为C_0, 而是随温度变化而变化. 因此有:

$$C(x=x_0+L)=C_{\mathrm{m}} \tag{12}$$

同样, 联立式 (1), (2), (4)和(12)可以得到C浓度分布为:

$$C(x)=C_{\mathrm{m}}+\left(A\cdot C_{\mathrm{eq}}^{\gamma}-C_{\mathrm{m}}\right)\left(1-\frac{x-x_0}{L}\right)^2 \tag{13}$$

C在重新分配过程中质量守恒:

$$\int_0^{x_0}C_{\mathrm{eq}}^{\alpha}\mathrm{d}x+\int_{x_0}^{X}C(x)\mathrm{d}x=\int_0^{X}C_0\mathrm{d}x \tag{14}$$

联立式(13)和(14)可得:

$$C_{\mathrm{m}}=\frac{1}{2}\left[\frac{3x_0}{L}\left(C_0-C_{\mathrm{eq}}^{\alpha}\right)+3C_0-AC_{\mathrm{eq}}^{\gamma}\right] \tag{15}$$

结合式(9), 可得:

$$v=\frac{\mathrm{d}x_0}{\mathrm{d}t}=\frac{\mathrm{d}x_0}{\mathrm{d}T}\varphi=D\frac{2\left(AC_{\mathrm{eq}}^{\gamma}-C_{\mathrm{m}}\right)}{L\left(AC_{\mathrm{eq}}^{\gamma}-C_{\mathrm{eq}}^{\alpha}\right)} \tag{16}$$

其中, $L=X-x_0$.

奥氏体连续冷却转变过程中, 奥氏体和铁素体的平衡C浓度随温度的降低不断变化. 为了研究连续冷却过程中的界面位置变化以及界面奥氏体侧C浓度分布规律, 首先需要得到不同温度下的平衡C浓度, 本工作通过相变热力学公式计算各温度下的平衡C浓度. C在奥氏体中的扩散系数采用Ågren[23]给出的公式计算.

未发生软碰撞阶段的界面位置可以由式(11)得到; 软碰撞发生后的转变过程, 可以看作是温度为T, 时间为Δt的等温过程的叠加, 结合式(13), (15)和(16)可得到界面位置、界面奥氏体侧C浓度分布以及奥氏体晶粒中心C浓度.

2 模型验证

利用本工作提出的奥氏体连续冷却转变模型, 计算C浓度为0.17% (质量分数, 下同), 初始奥氏体晶粒尺寸为17 μm, 不同冷速下的铁素体体积分数(界面位置与奥氏体晶粒半径的比)随温度的变化规律, 并与Kumar等[24]的计算结果进行对比, 如图2所示. 式中的系数 $A=1-0.01\varphi^{0.85}$, 通过对冷速为1和80 ℃/s时的铁素体体积分数随温度的变化规律进行参数回归拟合得到. 可以看出, 本工作模型的计算结果和文献计算结果吻合较好, 说明本工作提出的奥氏体连续冷却转变模型可以较为准确地反映奥氏体连续冷却过程中的转变动力学规律.

此外, 由界面奥氏体侧C浓度修正系数A的表达式可以看出, 随着冷速的增加, A不断减小, 说明冷速大时, 界面奥氏体侧C浓度达到平衡C浓度变得困难.

3 模拟结果及讨论

本工作仅研究先共析铁素体转变, 因此将研究的温度下限选为600 ℃[25]. 为了研究不同奥氏体晶粒尺寸、冷却速率和C含量对铁素体转变过程的影响, 分别模拟奥氏体晶粒尺寸为15和30 μm, 冷却速率为1和5 ℃/s, 初始C含量为0.1%, 0.3%和0.5%时的铁素体转变过程.

图3为不同奥氏体晶粒尺寸的Fe-0.1C, Fe-0.3C和Fe-0.5C合金, 在冷速为1和5 ℃/s时的相界

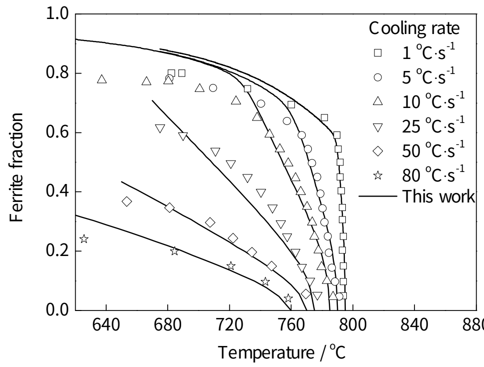


图2 不同冷速下的铁素体体积分数计算值和文献值[24]对比

Fig.2 Comparison between calculation results and literature results[24] at different cooling rates

面位置随温度的变化曲线. 其中实线表示考虑了软碰撞对相变过程的影响, 虚线表示没有考虑软碰撞对相变过程的影响, 圆圈表示软碰撞发生. 可以看出, 连续冷却过程中的界面位置与初始C浓度、奥氏体晶粒尺寸以及冷却速率有关. 随着初始C浓度、奥氏体晶粒尺寸和冷速增大, 界面位置随温度的变化速率减小. 若不考虑软碰撞的影响, 界面位置随温度的变化速率始终很快, 相界面会很快达到奥氏体晶粒中心位置, 表明铁素体相变完成, 这与实际转变过程不符, 也会给计算结果带来较大误差.

软碰撞发生后, 奥氏体晶粒中心C浓度和C扩散长度是描述该阶段铁素体转变的2个重要参数. 奥氏体晶粒尺寸为30 μm的Fe-0.3C合金, 在冷速为1 ℃/s时界面奥氏体侧C扩散长度和奥氏体晶粒中心C浓度随温度变化曲线如图4所示. 软碰撞前, 扩散长度随着界面迁移不断增加, 奥氏体晶粒中心的C浓度不受扩散的影响, 保持为初始C浓度; 软碰撞后, 扩散长度开始减小, 奥氏体晶粒中心的C浓度不断升高. 因此, 可以通过扩散长度或奥氏体晶粒中心C浓度变化来判断软碰撞发生的时刻.

晶粒尺寸为15 μm的Fe-0.3C合金在不同冷却速率下的C扩散分布曲线如图5所示. 界面铁素体

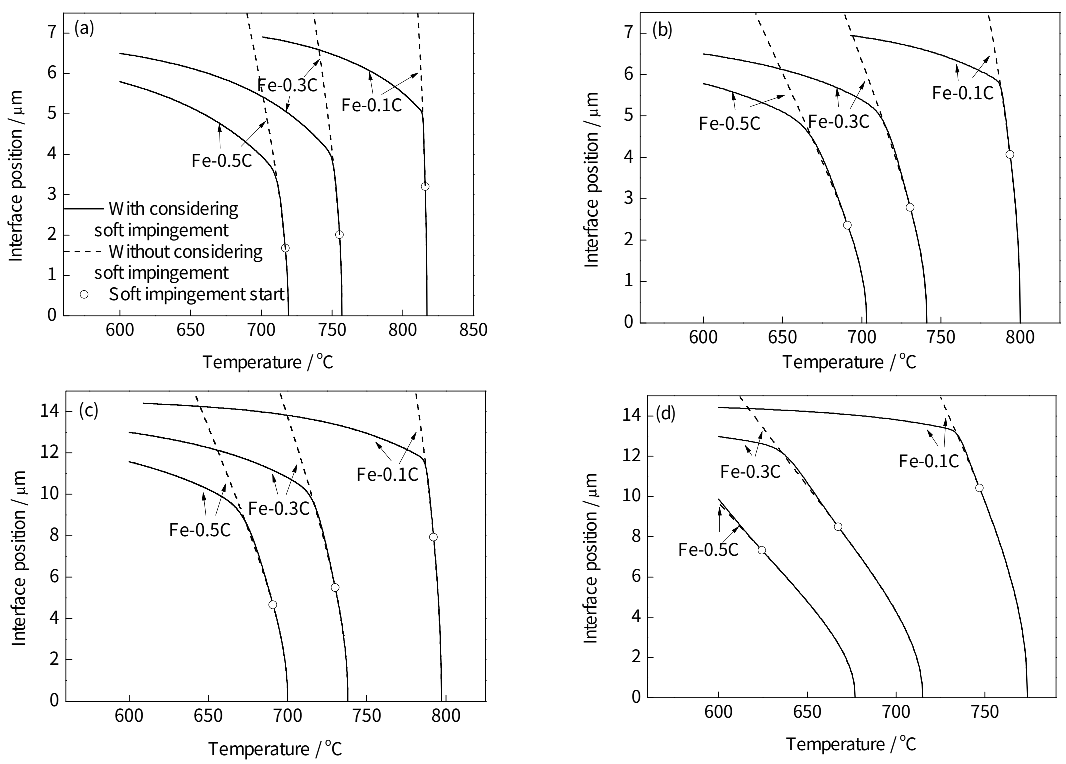


图3 相界面位置随温度变化曲线

Fig.3 Interface position as a function of temperature (d—austenite grain size, φ—cooling rate)

(a) d=15 μm, φ=1 ℃/s (b) d=15 μm, φ=5 ℃/s (c) d=30 μm, φ=1 ℃/s (d) d=30 μm, φ=5 ℃/s

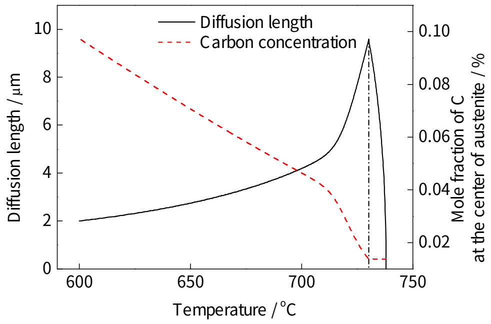


图 4 奥氏体晶粒尺寸为30 μm的Fe-0.3C合金在冷速为1 ℃/s时的界面奥氏体侧C扩散长度和奥氏体晶粒中心C浓度随温度变化曲线

Fig.4 Diffusion length and solute concentration at the center of the austenite phase as a function of temperature in Fe-0.3C alloy with austenite grain size of 30 μm and cooling rate of 1 ℃/s

侧的C浓度变化很小, 界面奥氏体侧的C浓度不断升高.

3.1 初始C浓度的影响

相同的初始奥氏体晶粒尺寸和冷速下, 不同初始C浓度下界面位置和C扩散长度随时间的变化规律如图6所示. 可见, 随着C浓度增加, 软碰撞发生的时间推迟, 但由于界面移动速率减小, 因此相变结束时, 界面向奥氏体中心推进的距离减小, 表明铁素体体积分数和铁素体晶粒尺寸都减小. 奥氏体晶粒尺寸小或冷速小时, C浓度对软碰撞前的扩散长度的影响很小, 如图6a~c所示.

3.2 冷速的影响

奥氏体晶粒尺寸为15 μm的Fe-0.3C合金在冷速为1和5 ℃/s时的界面位置随温度的变化曲线如

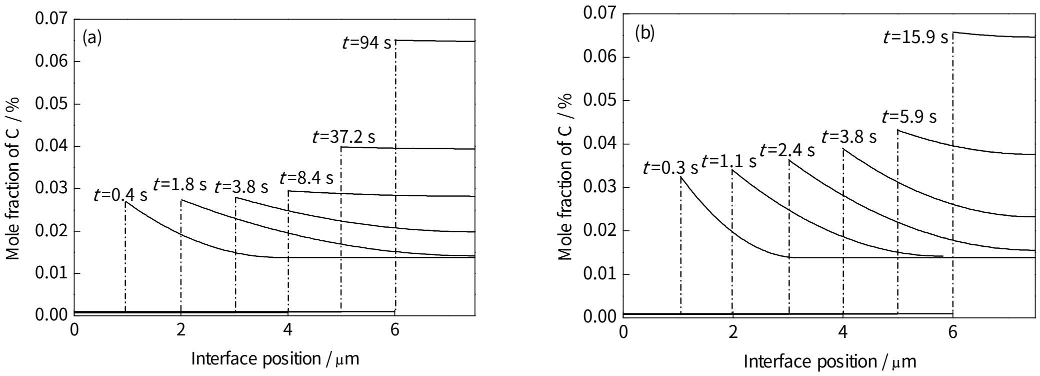


图 5 晶粒尺寸为15 μm的Fe-0.3C合金在不同冷却速率下的C扩散分布曲线

Fig.5 Carbon profile evolution in the austenite phase in Fe-0.3C alloy with austenite grain size of 15 μm under φ=1 ℃/s (a) and φ=5 ℃/s (b)

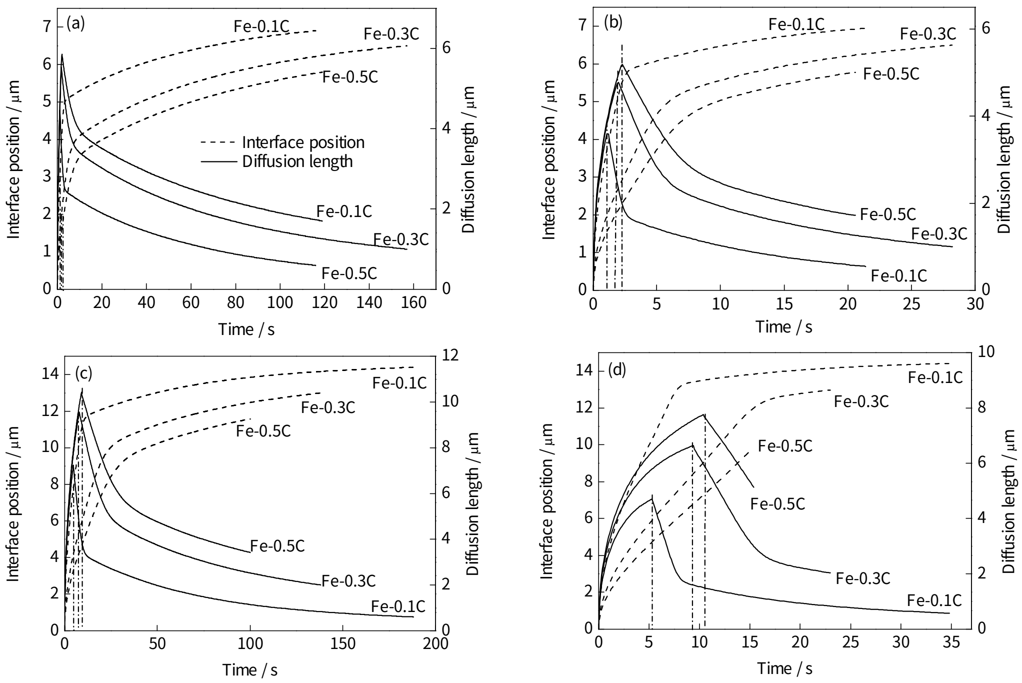


图 6 界面位置和C扩散长度随时间变化曲线

Fig.6 Interface position and diffusion length as a function of time

(a) d=15 μm, φ=1 ℃/s　(b) d=15 μm, φ=5 ℃/s　(c) d=30 μm, φ=1 ℃/s　(d) d=30 μm, φ=5 ℃/s

图 7所示. 可见, 冷速大时, 铁素体相变开始温度低, C扩散系数小, 界面位置随温度变化缓慢.

3.3 奥氏体晶粒尺寸的影响

相同的初始C浓度和冷速下, 不同初始奥氏体晶粒尺寸下的界面位置和C扩散长度随时间的变化规律如图 8所示. 可见, 初始奥氏体晶粒尺寸增加, 软碰撞发生的时间推迟, 且由于界面位置移动速率快, 所以相变结束时, 界面向奥氏体中心推进的距离增加.

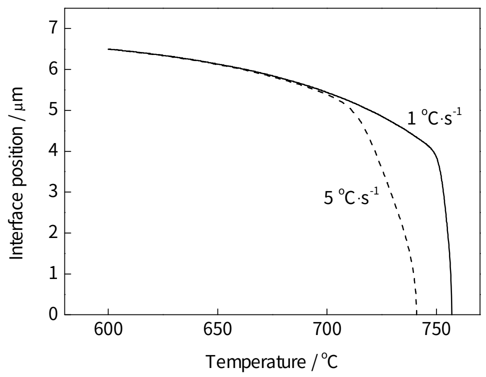


图 7 奥氏体晶粒尺寸为15 μm的Fe-0.3C合金在冷速为1和5 ℃/s时的界面位置随温度的变化曲线

Fig.7 Interface position as a function of temperature in Fe-0.3C alloy with austenite grain size of 15 μm and cooling rates of 1 and 5 ℃/s

3.4 C扩散长度与界面位置的关系

奥氏体等温转变时, 式(8)中的修正系数A为1, 且平衡C浓度保持不变, 因此, S保持不变, 软碰撞前的C扩散长度随界面位置线性增加. 奥氏体连续冷却转变时, 由于平衡C浓度不断变化, S不再保持为定值. 图 9为晶粒尺寸为30 μm 的Fe-0.1C, Fe-0.3C和Fe-0.5C合金在不同冷速下的C扩散长度随界面位置的变化曲线. 冷速小时, 可以近似认为软碰撞前的C扩散长度随界面位置线性增加, 如图 9a所示. 冷速大时, 在奥氏体相变初期, C扩散长度随界面位置近似呈线性变化, 随着转变过程的进行, C扩散长度随界面位置的变化逐渐偏离线性关系, 如图 9b所示. 尽管随着C浓度增加, 软碰撞发生的时间会推迟, 但发生软碰撞时界面移动的距离减小.

3.5 界面位置随时间的变化规律

奥氏体等温转变过程中, 未发生软碰撞阶段的界面位置随时间t的关系可以用下式表示[5]:

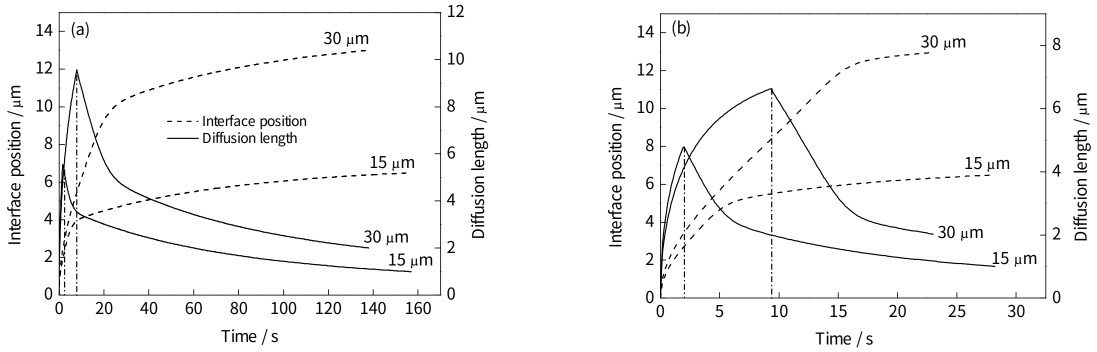


图 8 Fe-0.3C合金在冷速为1和5 ℃/s时的界面位置和C扩散长度随时间变化曲线

Fig.8 Interface position and diffusion length as a function of time in Fe-0.3C alloy under φ=1 ℃/s (a) and φ=5 ℃/s (b)

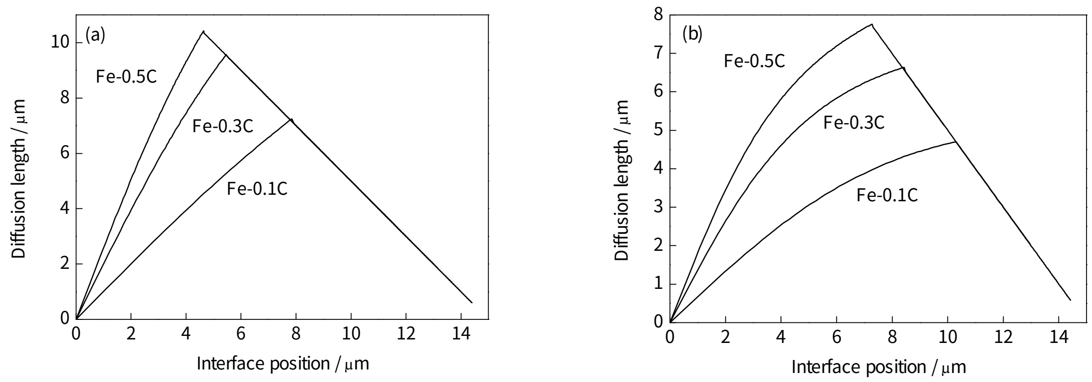


图 9 晶粒尺寸为30 μm 的Fe-0.1C, Fe-0.3C和Fe-0.5C合金在不同冷速下的C扩散长度随界面位置变化曲线

Fig.9 Diffusion length as a function of the interface position in Fe-0.1C, Fe-0.3C and Fe-0.5C alloys with austenite grain size of 30 μm under φ=1 ℃/s (a) and φ=5 ℃/s (b)

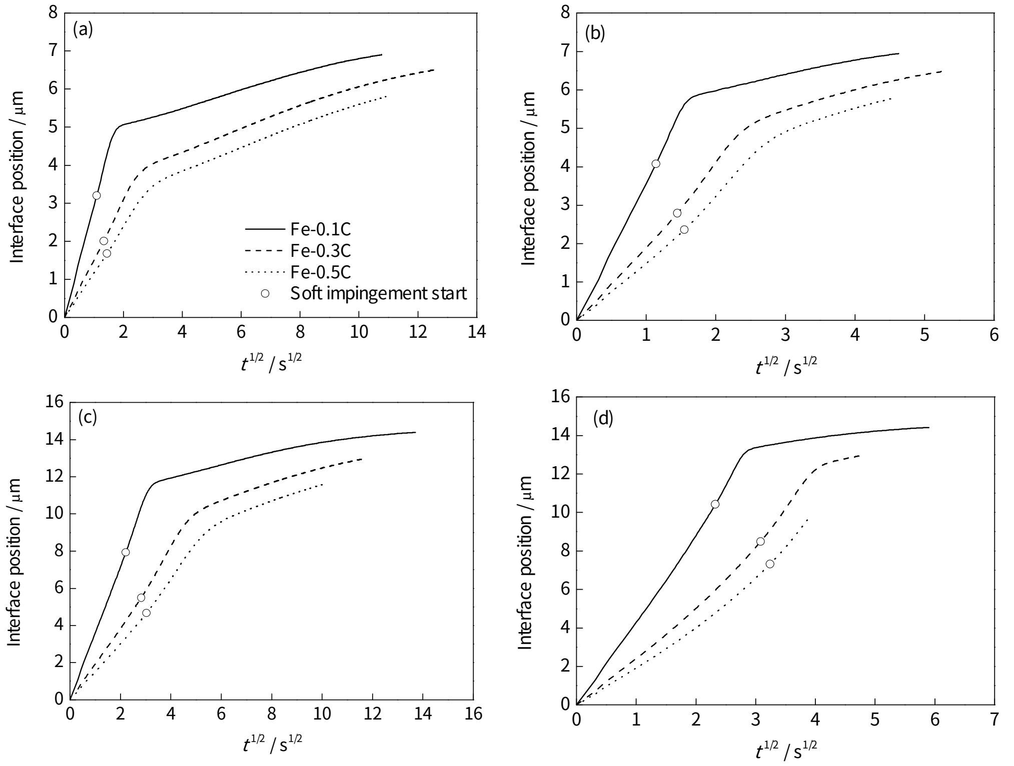


图 10 Fe-0.1C, Fe-0.3C 和 Fe-0.5C 合金在不同晶粒尺寸和冷速下的界面位置随 $t^{1/2}$ 变化曲线

Fig.10 Interface position as a function of $t^{1/2}$ in Fe-0.1C, Fe-0.3C and Fe-0.5C alloys with different austenite grain sizes and cooling rates

(a) d=15 μm, φ=1 ℃/s　(b) d=15 μm, φ=5 ℃/s　(c) d=30 μm, φ=1 ℃/s　(d) d=30 μm, φ=5 ℃/s

$$x_0 = \lambda\sqrt{Dt} \tag{17}$$

其中, $\lambda = \sqrt{\dfrac{4\Omega^2}{3(1-\Omega)}}$, $\Omega = \dfrac{C_{eq}^{\gamma} - C_0}{C_{eq}^{\gamma} - C_{eq}^{\alpha}}$.

由式(17)可知, 该阶段的界面位置与 $t^{1/2}$ 呈线性关系. 软碰撞发生后, 由于奥氏体晶粒中心处的C浓度不断升高, 界面位置与 $t^{1/2}$ 将不再呈线性关系.

奥氏体连续冷却转变过程中, 界面位置随 $t^{1/2}$ 的变化曲线如图 10所示, 圆圈表示软碰撞发生. 当奥氏体晶粒尺寸小或者冷速慢时, 可以近似认为软碰撞前的界面位置与 $t^{1/2}$ 呈线性关系, 如图 10a~c所示. 与等温转变不同, 即使软碰撞发生前, 界面位置与 $t^{1/2}$ 也并不是始终保持为线性关系, 如图 10d所示. 这是由于随着温度降低, C扩散系数和平衡C浓度不断变化导致的.

4 结论

根据奥氏体向先共析铁素体转变的C扩散理论, 建立了奥氏体连续冷却条件下转变动力学模型, 并分析了初始C浓度、奥氏体晶粒尺寸和冷却速率对转变过程的影响. 初始C浓度、奥氏体晶粒尺寸和冷速是影响奥氏体连续冷却转变的3个重要因素, 只有在奥氏体晶粒尺寸小或冷速慢时, 才可以近似认为软碰撞前的界面位置与 $t^{1/2}$ 呈线性关系. 冷速快时, 奥氏体转变过程中界面奥氏体侧C浓度不能用平衡C浓度近似, 其修正系数与冷速相关. 该模型的计算结果可以较好地反映奥氏体连续冷却转变的动力学规律.

参考文献

[1] Liu Z Y, Yang Z G, Li Z D, Liu Z Q, Zhang C. *Acta Metall Sin*, 2010; 46: 390
(刘志远, 杨志刚, 李昭东, 刘振清, 张 弛. 金属学报, 2010; 46: 390)

[2] Svoboda J, Fischer F, Fratzl P, Gamsjager E, Simha N K. *Acta Mater*, 2001; 49: 1249

[3] Bos C, Sietsma J. *Scr Mater*, 2007; 57: 1085

[4] Capdevila C, Caballero F, de Andres C G. *Metall Mater Trans*, 2001; 32A: 661

[5] Chen H, van der Zwaag S. *J Mater Sci*, 2011; 46: 1328

[6] Fazeli F, Militzer M. *Metall Trans*, 2005; 36A: 1395

[7] Gamsjager E, Militzer M, Fazeli F, Svoboda J, Fischer F D. *Compu Mater Sci*, 2006; 37: 94

[8] Purdy G, Ågren J, Borgenstam A, Brechet Y, Enomoto M, Furuhara T, Gamsjager E, Gouné M, Hillert M, Hutchinson C, Militzer M, Zurob H. *Metall Mater Trans*, 2011; 42A: 3703

[9] Bhadeshia H K D H. *Prog Mater Sci*, 1985; 29: 321

[10] van der Ven A, Delaey L. *Prog Mater Sci*, 1996; 29: 181

[11] Zener C. *J Appl Phys*, 1949; 20: 950

[12] Christian J W. *The Theory of Transformations in Metals and Alloys*. Oxford: Pergamon Press, 2002: 1

[13] Sietsma J, van der Zwaag S. *Acta Mater*, 2004; 52: 4143

[14] Xu Z Y. *Principle of Phase Transformation*. Beijing: Science Press, 1988: 1
(徐祖耀. 相变原理. 北京: 科学出版社, 1988: 1)

[15] Fan K, Liu F, Liu X N, Zhang Y X, Yang G C, Zhou Y H. *Acta Mater*, 2008; 56: 4309

[16] Offerman S E, van Dijk N H, Sietsma J, Lauridsen E M, Margulies L, Grigull S, Poulsen H F, van der Zwaag S. *Acta Mater*, 2004; 52: 4757

[17] Wang H F, Liu F, Zhang T, Yang G C, Zhou Y H. *Acta Mater*, 2009; 57: 3072

[18] Krielaart G P, Sietsma J, van der Zwaag S. *Mater Sci Eng*, 1997; 237: 216

[19] Serajzadeh S. *J Mater Process Technol*, 2004; 146: 311

[20] Hawbolt E, Chau B, Brimacombe J. *Metall Trans*, 1985; 16A: 565

[21] Johnson J W, Mehl R F. *Trans AIME*, 1939; 135: 416

[22] Avrami M. *J Chem Phys*, 1939; 7: 1103

[23] Ågren J. *Acta Metall Mater*, 1982; 30: 841

[24] Kumar M, Sasikumar R, Nair P K. *Acta Mater*, 1998; 46: 6291

[25] Offerman S, van Dijk N, Sistsma J, Grigull S, Lauridsen E M, Margulies L, Poulsen H F, Rekveldt M T, van der Zwaag S. *Science*, 2002; 298: 1003

(责任编辑:肖素红)